



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **11050187 A**(43) Date of publication of application: **23.02.99**

(51) Int. Cl.

C22C 38/00
C22C 38/38
(21) Application number: **10152938**(22) Date of filing: **02.06.98**(30) Priority: **04.06.97 JP 09146369**(71) Applicant: **KAWASAKI STEEL CORP**
(72) Inventor: **FUJINAGA CHIKAKO**
SHIMIZU TETSUO
KANEKO SHINJIRO
TAKAGI SHUSAKU
FURUKIMI OSAMU

(54) **HIGH STRENGTH AND HIGH WORKABILITY**
STEEL SHEET EXCELLENT IN CORROSION
RESISTANCE AFTER COATING AND IMPACT
RESISTANCE

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain a steel sheet having excellent formability, impact resistance and working and coating hardened quantity and excellent in corrosion resistance after coating by allowing the steel sheet to have a compsn. contg. C, Si, Mn and Cr, and the balance substantial Fe and a structure in which the main phase is composed of pro-eutectoid ferrite and the secondary phase is composed of martensite or the like, and regulating the Si concn. ratio between the steel sheet surface and the steel sheet inside to a specified

value or below.

SOLUTION: The steel has a compsn. contg., by mass, 0.05 to 0.40% C, 1.0 to 3.0% Si, 0.6 to 3.0% Mn, 0.2 to 2.0% Cr, and the balance substantial Fe. The steel structure has pro-eutectoid ferrite as the main phase and the secondary phase composed of martensite, acicular ferrite and retained austenite. Preferably, the ratio of the secondary phase occupied in the steel structure is regulated to 3 to 40%, and, in the secondary phase, the ratio of martensite is regulated to 10 to 80%, that of retained austenite to 8 to 30%, and that of acicular ferrite to 5 to 60%. Then, the Si concn. ratio between the steel sheet surface and the steel sheet inside is regulated to 21.3.

COPYRIGHT: (C)1999,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-50187

(43) 公開日 平成11年(1999) 2月23日

(51) Int.Cl.⁸

C 2 2 C 38/00

38/38

識別記号

3 0 1

F I

C 2 2 C 38/00

38/38

3 0 1 A

3 0 1 W

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 8 頁)

(21) 出願番号 特願平10-152938

(22) 出願日 平成10年(1998) 6月2日

(31) 優先権主張番号 特願平9-146369

(32) 優先日 平9(1997) 6月4日

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 藤長 千香子

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 清水 哲雄

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 弁理士 杉村 暁秀 (外8名)

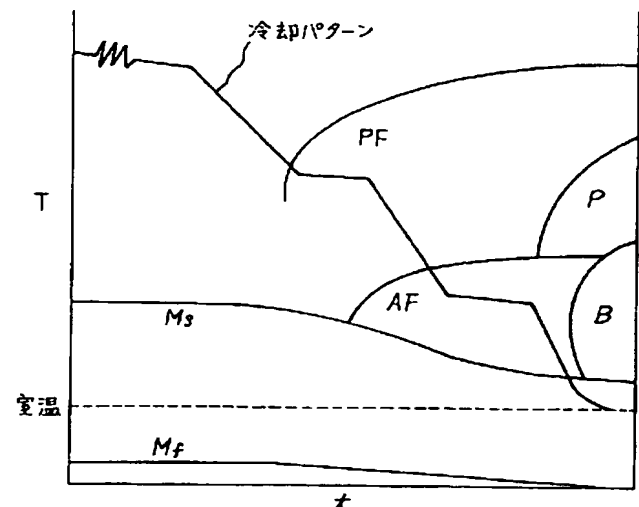
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 塗装後の耐食性及び耐衝撃特性に優れた高強度高加工性鋼板

(57) 【要約】

【課題】 十分な成形性と厳しい安全基準の両者を満足する、耐衝撃特性に優れた高強度高加工性熱延鋼板を提供する。

【解決手段】 C: 0.05~0.40mass%、Si: 1.0~3.0 mass%、Mn: 0.6~3.0mass%、Cr: 0.2~2.0 mass% を含有し、残部は実質的にFeの組成になり、かつ主相が初析フェライトで、第2相がマルテンサイト、針状フェライトおよび残留オーステナイトからなる鋼組織になり、鋼板表面と鋼板内部とのSi濃度比が1.3以下である鋼板。



PF: 初析フェライト

P: パーライト

AF: 針状フェライト

B: バイナイト

Ms: マルテンサイト変態開始点

Mf: マルテンサイト変態終了点

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C:0.05~0.40mass%、

Si:1.0~3.0 mass%、

Mn:0.6~3.0 mass%及び

Cr:0.2~2.0 mass%

を含有し、残部は実質的にFeの組成になり、初析フェライトを主相として、マルテンサイト、針状フェライト及び残留オーステナイトからなる第2相を有する組織になり、鋼板表面と鋼板内部とのSi濃度比が1.3以下であることを特徴とする塗装後の耐食性及び耐衝撃特性に優れた高強度高加工性熱延鋼板。

【請求項2】 請求項1において、鋼組成が、さらに

P:0.01~0.2 mass%及び

Al:0.01~0.3 mass%

のうちから選んだ少なくとも一種を含有する組成になることを特徴とする塗装後の耐食性及び耐衝撃特性に優れた高強度高加工性熱延鋼板。

【請求項3】 請求項1又は2において、鋼組成が、さらに

Ti:0.005~0.25mass%及び

Nb:0.003~0.1 mass%

のうちから選んだ少なくとも一種を含有する組成になることを特徴とする塗装後の耐食性及び耐衝撃特性に優れた高強度高加工性熱延鋼板。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、自動車用鋼板としての用途に用いて好適な、塗装後の耐食性及び耐衝撃特性に優れた高強度高加工性熱延鋼板及びその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】自動車の軽量化が指向される中、成形性に優れた高強度薄鋼板に対する要求が殊の外強くなっている。また、最近では、自動車の安全性も重視され、そのためには衝突時における安全性の目安となる耐衝撃特性の向上も要求されている。さらに、経済性に対する配慮も必要とされ、かかる経済性を考慮した場合には、冷延鋼板に比べると熱延鋼板の方が有利である。

【0003】上記の現状を背景として、これまでも種々の高強度熱延鋼板が開発されている。例えば、特公平6-41617号公報、特公平5-65566号公報及び特公平5-67682号公報には、高加工性高強度熱延鋼板として、フェライト、ベイナイト及び5%以上の残留オーステナイトを含む、いわゆるTransformation Induced Plasticity鋼（以下、TRIP鋼という）の製造方法が開示されている。しかしながら、このTRIP鋼は、伸びが高く、成形性は良好ではある（ $TS \times EI \geq 24000 \text{ MPa} \cdot \%$ ）ものの、現在の厳しい耐衝撃特性を満足するまでにはいかないところに問題を残していた。また、プレス成形性における加工硬化量（WH）及びその後の塗装焼付時にお

2

る焼付硬化性（BH）が、70MPa程度と低いという問題もあった。この加工・焼付硬化量（WH+BH）が低いと、加工・塗装後における強度保証の面での不利が大きい。

【0004】一方、耐衝撃特性に優れた高強度熱延鋼板としては、特開平9-111396号公報に開示されているように、フェライトとマルテンサイトの2相組織になるいわゆるDual Phase鋼（以下DP鋼という）が開発されている。しかしながら、このDP鋼は、耐衝撃特性には優れるものの、伸びが十分とはいえず、成形性の点に問題を残していた。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】上述したとおり、現在までのところ、十分な成形性と厳しい安全性の両者を満足する熱延鋼板は見当たらず、その開発が望まれていた。また、TRIP鋼などにおいては、鋼板製造の際に通常の酸洗を行っただけでは鋼板表面にSi酸化物が残存する場合があります、このSi酸化物に由来して化成処理性が劣化し、塗装後の耐食性が十分でない場合があった。自動車用鋼板としての用途においては、塗装後において良好な耐食性を有することも求められることから、塗装後の耐食性を改善することもまた、望まれていた。

【0006】この発明は、上記の要望に有利に応えるもので、優れた成形性、耐衝撃特性、加工・塗装硬化量をそなえ、かつ塗装後の耐食性に優れた高強度高加工性熱延鋼板を提案することを目的とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】以下、この発明の解明経緯について説明する。さて、発明者らは上記の目的を達成すべく、まず高強度高加工性熱延鋼板に関して、優れた耐衝撃特性を具備させるための方策についての開発を進めた。その結果、耐衝突安全性、換言すれば耐衝撃特性については従来、強度との関連で考察され、単に強度が大きければ耐衝突安全性も高いと考えられてきたが、強度と耐衝突安全性とは必ずしも一義的な関係にあるわけではないことが判明した。そこで、この点につき、鋭意研究を重ねた結果、耐衝突安全性を向上させる、つまり高速での変形時（自動車の衝突時にはひずみ速度

【外1】

($\dot{\epsilon}$)

が $2 \times 10^3/\text{s}$ まで増加)におけるエネルギーを、鋼板により多く吸収するためには、鋼板を

【外2】

$$\dot{\epsilon} = 2 \times 10^3/\text{s}$$

の条件で引張変形させた時のn値（以下、動的n値という）を高くすることが有効であることが解明されたのである。ここでは、伸び10%における瞬間n値を、動的n値の代表とする。しかも、この動的n値を高くすることは、高速変形時における強度向上にも有効であることが

併せて見出された。

【0008】そこで、具体的な鋼板の目標特性として、強度－伸びバランス（TS×EI）を24000 MPa・%以上とする他に、発明者らが耐衝撃特性の指標として新たに見出した、動的n値を0.35以上にすること、加工・焼付硬化量（WH+BH）を100 MPa以上にすることを目指して、更に研究開発を進めた（この動的n値を用いることによって、耐衝撃特性を従来よりも一層的確に評価することができる。）。ここに、従来鋼であるTRIP鋼について、その組織と特性との関係について調査した結果、TRIP鋼では、成形性に有利な残留オーステナイトを十分な両で得るには、ベイナイト相を生成させることが不可欠とされてきたが、このベイナイト相が耐衝撃特性を劣化させる原因になっていることがわかった。また、DP鋼におけるフェライト、マルテンサイト相の他に、針状フェライト相を含む組織にすれば、DP鋼の強度－伸びバランスを効果的に向上させ得ることを見いだした。

【0009】そこで、発明者らは、かようなベイナイト相、特に炭化物の生成を抑制したところ、すなわち、主相である初析フェライト以外の第2相を針状フェライト＋マルテンサイト＋残留オーステナイトの混合組織に変更したところ、動的n値が0.30以上という、優れた耐衝撃特性の達成に関して望外の成果が得られたのである。

【0010】しかしながら、かような初析フェライト以外の第2相を針状フェライト＋マルテンサイト＋残留オーステナイトの混合組織にした場合であっても、鋼板製造の際に通常の酸洗を行っただけでは鋼板表面にSi酸化物が残存する場合があります、このSi酸化物に由来して化成処理性が劣化し、塗装後の耐食性が十分でない場合があった。そこから、かかる鋼板の塗装後の耐食性を向上させることについて研究開発を行った結果、鋼板表面と鋼板内部とのSi濃度比が1.3以下にすることにより、塗装後の耐食性が効果的に向上することを見いだした。この発明は、上記の知見に立脚するものである。

【0011】すなわち、この発明は、C：0.05～0.40mass%、Si：1.0～3.0mass%、Mn：0.6～3.0mass%及びCr：0.2～2.0mass%を含有し、残部は実質的にFeの組成になり、初析フェライトを主相として、マルテンサイト、針状フェライト及び残留オーステナイトからなる第2相を有する組織になり、鋼板表面と鋼板内部とのSi濃度比が1.3以下であることを特徴とする塗装後の耐食性及び耐衝撃特性に優れた高強度高加工性熱延鋼板である。

【0012】この発明では、鋼の成分組成につき、上記した基本組成の他、オーステナイト生成成分としてP：0.01～0.2mass%、Al：0.01～0.3mass%のうちから選んだ少なくとも一種を、またさらには強度改善成分としてTi：0.005～0.25mass%、Nb：0.003～0.1mass%のうちから選んだ少なくとも一種を含有させる

こともできる。

【0013】また、この発明においては、鋼組織中に占める第2相の比率を3～40%とすることが好ましく、さらに第2相における各相の比率については、マルテンサイト：10～80%、残留オーステナイト：8～30%、針状フェライト：5～60%とすることが好ましい。

【0014】

【発明の実施の形態】以下、この発明を具体的に説明する。図1に、従来のTRIP鋼の代表的な連続冷却変態曲線図（CCT図）を示す。同図に示したとおり、従来のTRIP鋼は、熱間圧延後、初析フェライト域に若干保持して初析フェライト（ポリゴナルフェライト）を析出させ、同時に未変態のオーステナイト相への固溶炭素の濃縮を促進して、オーステナイト相の安定度を増したのち、ベイナイト域に導き、この領域を徐冷することによって、ベイナイト変態を生じさせつつ所定量のオーステナイトを残留させていた。しかしながら、このようにして製造されたTRIP鋼は、強度及び加工性の面では優れるものの、十分な耐衝撃特性が得られないことは前述したとおりである。

【0015】そこで、発明者らは、ベイナイト変態を回避すべく数多くの実験と検討を重ねた結果、(1) 鋼成分としてCrを少量含有させると、上記CCT図におけるベイナイト変態域のノーズが後退して、ベイナイトの析出（特に炭化物の析出）が抑制され、代わりに針状フェライト（アシキュラーフェライトともいう）が析出すること、及び(2) かようにして形成された、針状フェライト、残留オーステナイト及びマルテンサイトからなる第2相は、成形性を阻害することなしに、耐衝撃特性を格段に向上させること、を究明したのである。

【0016】図2に、この発明の成分系における代表的CCT図を示す。同図に示したとおり、Crを少量添加することによってベイナイト変態域のノーズが後退し、代わりに針状フェライト域が顕著に出現するので、この針状フェライト域に短時間保持し、好ましくはその後急冷することによって、第2相を針状フェライト、残留オーステナイト及びマルテンサイトからなる混合組織とすることができ、かくして優れた成形性と耐衝撃特性とを兼ね備えた熱延鋼板を得ることができたのである。

【0017】ここに、針状フェライトとは、結晶粒の長径がおおむね10μm以下、アスペクト比が1：1.5以上、そして第2相中のセメンタイト析出量が5%以下のものをいう。なお、従来のTRIP鋼のベイナイト中には、セメンタイトの析出が多く認められる（10%以上）ので、この発明の針状フェライトとTRIP鋼のベイナイトとは明確に区別されるものである。

【0018】図3(a)に、この発明に従い得られる第2相の特徴的な相構成を、また図3(b)には、従来のTRIP鋼の第2相の相構成を、それぞれ模式で示す。従来のTRIP鋼の第2相は、ベイナイト中に残留オーステ

ナイトが点在する相構成になっているのに対し、この発明の第2相は、針状フェライトとマルテンサイトが層状になり、その界面（マルテンサイト側）に残留オーステナイトが点在する形態になっている。このように、第2相中に針状フェライトを析出させたことが、この発明の特徴の一つであり、この針状フェライト相がTS×EIを増加させると共に、動的n値を向上させるものと考えられる。なお、発明者らの知見によれば、針状フェライトとマルテンサイトの界面面積率が大きくなるほど、動的n値は大きくなる傾向にあることが確認されている。

【0019】この発明において、上記した第2相の鋼組織中に占める比率は3～40%とすることが好ましい。というのは、相比率が3%に満たないと十分な耐衝撃特性が得られず、一方40%を超えると伸びが低下するからである。より好ましい比率は10～30%である。なお、この発明において、相比率は、鋼試料を研磨後、2%硝酸+エチルアルコール溶液でエッチングし、顕微鏡写真を画像解析することによって測定した。

【0020】また、第2相における各相の比率については、マルテンサイト：10～80%（好ましくは30～60%）、残留オーステナイト：8～30%（好ましくは10～20%）、針状フェライト：5～60%（好ましくは20～50%）とすることが望ましい。というのは、マルテンサイトの比率が10%に満たないと十分な耐衝撃特性が得られず、一方80%を超えると伸びが低下するからである。また、残留オーステナイトの比率が8%に満たないと十分な伸びが得られず、一方30%を超えると耐衝撃特性が低下する。更に、針状フェライトの比率が5%に満たないと耐衝撃特性が低下し、一方、60%を超えると伸びが低下する。

【0021】なお、鋼組織全体に占める各相の比率としては、マルテンサイト、針状フェライトは、それぞれ5～15%程度、残留オーステナイトは2～10%程度とするのが好適である。また、この発明において、鋼組織は主相である初析フェライトと、第2相であるマルテンサイト、針状フェライト及び残留オーステナイトの混合相からなっている場合の他に、ベイナイト相などが若干析出する場合もあるが、かような第3相が混入してもその比率が第2相全体の10%以下であれば特性上何ら問題はない。

【0022】次に、この発明において、鋼板の成分組成を前記の範囲に限定した理由について説明する。

C：0.05～0.40mass%

Cは、鋼の強化に有効に寄与するだけでなく、残留オーステナイトを得る上でも有用な成分である。しかしながら、含有量が0.05mass%未満では、その効果に乏しく、一方0.40mass%を超えると延性を低下させるので、C量は0.05～0.40mass%の範囲に限定した。

【0023】Si：1.0～3.0 mass%

Siは、残留オーステナイトの生成に不可欠な成分であ

り、そのためには少なくとも1.0mass%の添加を必要とするが、3.0mass%を超える添加は、延性の低下を招くだけでなく、スケール性状を低下させ表面品質上も問題となるので、Si含有量は1.0～3.0 mass%の範囲に限定した。

【0024】Mn：0.6～3.0 mass%

Mnは、鋼の強化成分として有用なだけでなく、残留オーステナイトを得る上でも有用な成分である。しかしながら、含有量が0.6mass%未満ではその効果に乏しく、一方3.0mass%を超えると延性の低下を招くので、Mn量は0.6～3.0 mass%の範囲に限定した。

【0025】Cr：0.2～2.0 mass%

このCr添加は、この発明の特徴の一つである。Crを添加することにより、前述したように、第2相が針状フェライト化する。そのためには、0.2 mass%以上の添加が必要であるが、2.0mass%を超えて添加すると粗大Cr炭化物が生成して延性が阻害され、強度-伸びバランス及び動的n値とも劣化するので、Cr量は0.2～2.0 mass%の範囲に限定した。好ましくは0.3 mass%以上1.8 mass%以下である。

【0026】図4及び図5に、Cr量と強度-伸びバランス及び動的n値との関係について調べた結果をそれぞれ示す。図4、5より明らかなように、Cr含有量が0.2mass%以上、2.0mass%以下の範囲で、TS×EI≥24000 (MPa・%)、動的n値≥0.35の優れた加工性及び耐衝撃特性が得られている。

【0027】以上、基本成分について説明したが、この発明では、オーステナイト生成成分としてPやAl、また強度改善成分としてTiやNbを、以下の範囲で適宜含有させることができる。

P：0.01～0.2 mass%

Pは、残留オーステナイト生成成分として有用であるが、含有量が0.01mass%に満たないとその添加効果に乏しく、一方0.2mass%を超えると耐二次加工性が劣化するので、添加する場合には0.01～0.2 mass%の範囲とすることが望ましい。

【0028】Al：0.01～0.3 mass%

Alも、Pと同様、残留オーステナイト生成成分として有用なものであるが、含有量が0.01mass%に満たないとその添加効果に乏しく、一方0.3mass%を超えると延性の低下を招くので、添加する場合には0.01～0.3 mass%の範囲とすることが望ましい。

【0029】Ti：0.005～0.25mass%、Nb：0.003～0.1 mass%

Ti及びNbはいずれも、主相であるフェライトの細粒化により強度の向上に有効に寄与するので、必要に応じて添加することができる。さらに、Tiにおいては針状フェライトのノーズが短時間側に移動し、コイルミドル部と比較して冷却速度が早くなるコイル端部でも十分針状フェライトが析出するので、歩留まりが向上する効果もあ

る。しかしながら、含有量があまりに少ないとその添加効果に乏しく、一方、過度の添加は延性の低下を招くので、それぞれ上記の範囲で含有させるものとした。なお、その他の元素については、成形性を維持するためにSは0.01%以下、Nは0.01%以下とすることが好ましい。

【0030】次に、この発明において、鋼板表面と鋼板内部とのSi濃度比を1.3以下に限定した理由について説明する。この発明の鋼のように、Siを1.0%以上含有する鋼においては、熱間圧延中にSi酸化物が表面に形成され易い。このSi酸化物は、通常の酸洗では完全に除去されずに残存することがあり、これが製品の塗装後の耐食性を劣化させる原因となっていた。鋼板表面にSi酸化物が残存すると、鋼板表面のSi濃度が上昇する。そこで、この発明では、鋼板表面と鋼板内部とのSi濃度比を1.3以下にすることにより、鋼板表面にSi酸化物が塗装後の耐食性を劣化させる程に残存させないようにして、優れた塗装後の耐食性を得るのである。この発明の成分組成になる種々の鋼について、酸洗後の鋼板のSi濃化比を鋼板表面を砥粒入りナイロンブラシにより軽く研削することによって種々に変化させた場合の、酸洗後の鋼板表面及び酸洗後の鋼板を0.5mm研削した表面（地鉄のSi濃度に対応）の各Si強度(cps)を、蛍光X線分析により測定してSi濃度比を求めるとともに、塗装後の耐食性について、化成処理後、電着塗装を行った後塗膜部に傷を入れるクロスカットを行い、その後55℃、5%のNaCl溶液に10日間浸漬させ、クロスカット部に幅25mmの粘着性のセロファンテープを張りつけてはがす、塗膜のテープ剥離試験を行った。剥離幅が両側で5mm以内であれば実用上問題のない範囲である。結果を表1に示す。なお、表中の評価において、○印が剥離幅（両側）5mm、以下、×印が剥離幅5mmを超えを示す。この表1より、鋼板表面と鋼板内部とのSi濃度比を1.3以下にすることにより、良好な塗装後の耐食性が得られることが明らかである。

【0031】

【表1】

Si濃度比	1.0	1.3	1.5	1.8
はくり幅(mm)	0	2	20	25
耐食性	○	○	×	×

【0032】鋼板表面と鋼板内部とのSi濃度比は、酸洗後の鋼板表面及び酸洗後の鋼板を0.5mm研削した表面のそれぞれについて、蛍光X線分析により各々同一面積でSi強度(cps)を測定してSi濃度とし、その値の比により求める。また、鋼板表面と鋼板内部とのSi濃度比を1.3以下にする具体的手段については、特に限定するものではないが、例えば、(1)粗圧延と仕上げ圧延との間に衝突圧25kgf/cm²以上の高圧デスクレーリングを行うこと、(2)巻取から酸洗までの間にショットブラスト処理及び

／又はテンションレベラあるいはスキンプラスで1～3%程度の軽圧下処理を行うこと、(3)酸洗後に研削を行うこと、を単独で又は適宜組み合わせで行えばよい。

【0033】次に、この発明鋼の製造方法について説明すると、この発明鋼は、要するに、第2相としてマルテンサイト、針状フェライト及び残留オーステナイトからなる混合組織を形成させれば良いのであるから、所定の成分組成範囲になる鋼を前掲図2に示した冷却曲線に沿って、冷却させれば良い。すなわち、780～980℃程度で熱間仕上げ圧延後、620～780℃の初析フェライト域のノーズ近傍まで冷却したのち、この温度域に1～10秒程度保持（又は緩冷却）することにより、主相である初析フェライトを析出させると共にγ相への固溶Cの濃化を促進し、ついで350～500℃の針状フェライト域まで冷却し、この領域に2～60分程度保持（又は緩冷却）後、50℃/h以上の温度で室温まで冷却することにより、針状フェライト、マルテンサイト及び残留オーステナイトからなる第2相を形成させるのである。そして、鋼板表面と鋼板内部とのSi濃度比を1.3以下にするために、上述したような、(1)粗圧延と仕上げ圧延との間の衝突圧25kgf/cm²以上の高圧デスクレーリング、(2)巻取から酸洗までの間のショットブラスト処理及び／又はテンションレベラあるいはスキンプラスで軽圧下処理、(3)酸洗後の研削を単独で又は組み合わせで行う。

【0034】

【実施例】表2に示す種々の成分組成になる鋼スラブを、1200℃に加熱後、粗圧延し、ついで仕上げ温度：860℃で熱間仕上げ圧延を終了したのち、60℃/sの速度で700℃まで冷却し、この温度に10秒保持してから、同じく60℃/sの速度で450℃まで冷却したのち、コイルに巻取り、巻取り後15分間保持してから、100℃/hrの速度で室温まで冷却した。なお、各鋼ともSは10～20ppm、Nは20～30ppmの範囲内であった。かかる製造工程中、幾つかの試料については、鋼板表面と鋼板内部とのSi濃度比を1.3以下にするために、酸洗後、砥粒入りナイロンブラシによる研削あるいは酸洗前にスキンプラス圧延を行った。得られた鋼板から、引張試験片を切り出し、それらの試験片について、ひずみ速度：2×10⁻²/sの条件で引張試験を実施し、降伏強さ(YS)、引張強さ(TS)及び伸び(EI)を求めた。次に、ホプキンソンプレスチャーバー試験材を用いて、（参照：材料とプロセスvol.9 (1996) p.1108-1111）ひずみ速度：2×10³/sの条件で引張試験を実施し、伸びが10%の時の瞬間n値（動的n値）を求めた。さらに、プレス成形時における加工硬化量(WH)およびその後の塗装焼付(170℃)後における焼付硬化量(BH)についても測定した。なお、WH、BHは、ひずみ速度：2×10⁻²/sの引張試験機を用い、図6により求めた。また、Si濃化比を酸洗後あるいは研削後の鋼板表面及びこれらの鋼板を0.5mm研削した表面のそれぞれについて、蛍光X線分析によりSi強度(c

ps)を測定し、その値の比により求めた。更に、塗装後の耐食性について、りん酸亜鉛の化成処理後、電着塗装を行い、その後55℃、5%のNaCl溶液に10日間浸漬させ、ブリストアの発生にて評価した。これらの結果を整*

*理して表3に示す。

【0035】

【表2】

(mass%)

	C	Si	Mn	Cr	P	Al	Nb	Ti
A	0.15	1.49	1.2	0.36	0.002	0.007	—	—
B	"	"	"	"	"	"	—	—
C	0.20	1.50	0.8	0.51	0.178	0.02	—	—
D	"	"	"	"	"	"	—	—
E	0.20	1.10	2.5	0.39	0.013	0.04	—	—
F	0.14	1.63	0.8	0.30	0.012	0.03	0.085	—
G	0.24	1.88	0.9	0.29	0.013	0.03	—	0.009
H	0.07	1.51	0.9	0.26	0.021	0.08	0.080	0.022
I	0.04	2.02	1.1	0.40	0.010	0.04	—	—
J	0.046	1.80	1.2	0.48	0.019	0.02	—	—
K	0.19	1.87	1.3	0	0.017	0.08	—	—
L	0.16	1.68	1.1	2.75	0.011	0.02	—	—

【0036】

【表3】

鋼種	鋼組織	第2相の比率(%)	第2相中のAFの比率(%)	第2相中のAl(%)	第2相中のγ(%)	Si濃度比	Si濃度比低下手段	YS(MPa)	TS(MPa)	El(%)	TS×El(MPa×%)	WH+BH(MPa)	動的n値	はくり幅(mm)	塗装後耐食性	備考
A	PF+M+AF+γ	17	40	45	15	1.0	研削	510	660	37	24090	100	0.36	0	○	適合例
B	"	"	"	"	"	1.5	なし	"	"	"	"	100	"	20	×	比較例
C	"	21	71	19	10	1.2	酸洗前1.5%のγ	528	675	36	24300	120	0.39	1	○	適合例
D	"	"	"	"	"	1.6	なし	513	659	38	25042	120	0.39	25	×	比較例
E	"	30	63	22	15	1.0	研削	585	751	33	24783	115	0.37	0	○	適合例
F	"	20	57	27	16	1.0	研削	521	640	38	24320	105	0.40	0	○	"
G	"	19	48	41	11	1.0	研削	510	670	38	25460	120	0.37	0	○	"
H	"	30	57	24	19	1.1	酸洗前1.8%のγ	593	741	34	25194	105	0.38	0	○	"
I	PF+M	11	100	0	0	1.0	研削	460	656	30	19680	90	0.45	0	○	比較例
J	PF+B+γ	11	0	72	12	1.0	研削	543	670	37	24790	85	0.32	0	○	比較例
K	PF+B+γ	27	0	55	12	1.0	研削	529	654	37	24198	90	0.30	0	○	"
L	PF+M+AF+γ	24	10	85	5	1.0	研削	549	688	31	21328	85	0.38	0	○	"

PF:初析フェライト M:マルテンサイト AF:針状フェライト

B:ベイナイト γ:残留オーステナイト

【0037】表3に示したとおり、この発明に従い、第2相として、マルテンサイト、針状フェライト及び残留オーステナイトの混合組織を形成させ、かつ、Si濃度比を1.3以下にしたものはいずれも、TS×El≥24000MPa・%の優れた強度—伸びバランス、動的n値≥0.35の優れた耐衝撃特性及びWH+BH≥100MPaの優れた加工・焼付硬化性が得られているとともに、優れた塗装後の耐

食性が工業的に安定して得られている。

【0038】

【発明の効果】かくして、この発明に従い、主相を初析フェライトとし、かつ第2相をマルテンサイト、針状フェライト及び残留オーステナイトの混合組織とし、鋼板表面と鋼板内部とのSi濃度比が1.3以下とするすることにより、優れた成形性と耐衝撃特性とを兼ね備え、優

11

た塗装後の耐食性を有する熱延鋼板を得ることができる。

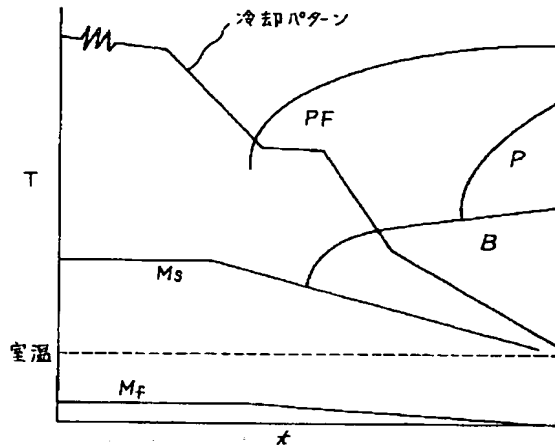
【図面の簡単な説明】

【図1】従来のTRIP鋼の代表的な連続冷却変態曲線図(CCT図)である。

【図2】この発明の成分系における代表的な連続冷却変態曲線図(CCT図)である。

【図3】(a) この発明に従い得られる第2相の特徴的な

【図1】



PF: ポリゴナルフェライト
P: パーライト
B: バイナイト
Ms: マルテンサイト変態開始点
Mf: マルテンサイト変態終了点

12

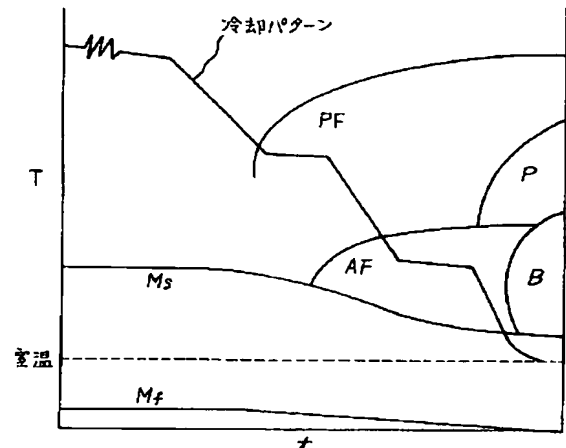
相構成及び(b) 従来のTRIP鋼の第2相の相構成を示す模式図である。

【図4】Cr量と強度-伸びバランスとの関係を示すグラフである。

【図5】Cr量と動的n値との関係を示すグラフである。

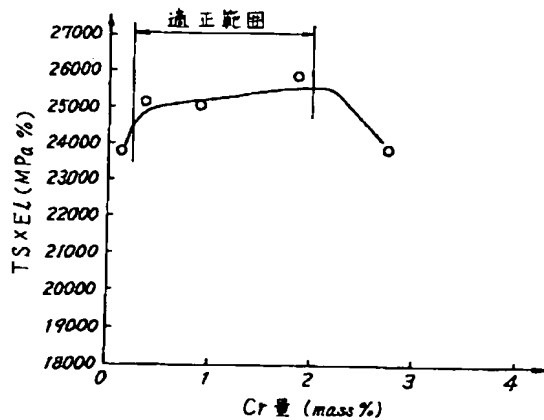
【図6】加工硬化量(WH)および焼付硬化量(BH)の説明図である。

【図2】

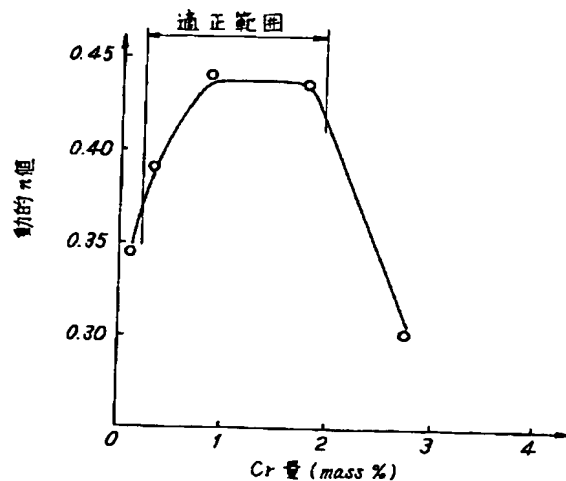


PF: ポリゴナルフェライト
P: パーライト
AF: 針状フェライト
B: バイナイト
Ms: マルテンサイト変態開始点
Mf: マルテンサイト変態終了点

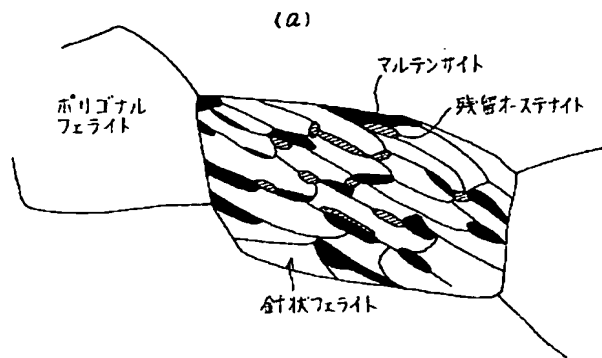
【図4】



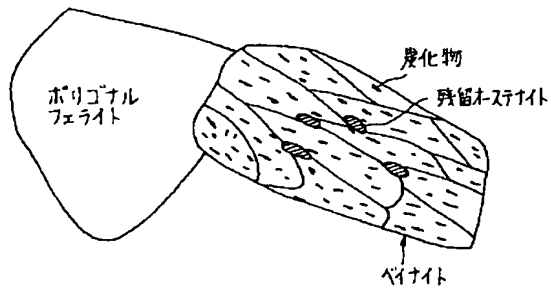
【図5】



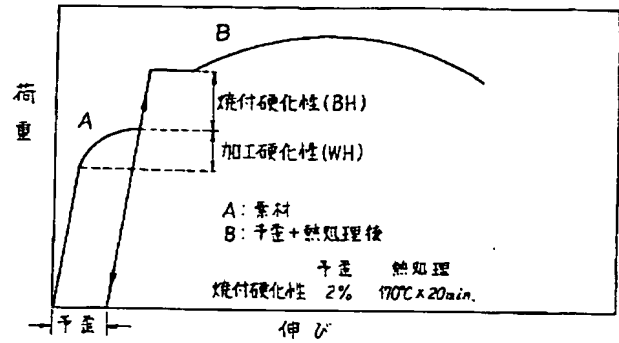
【図 3】



(b)



【図 6】



フロントページの続き

(72)発明者 金子 真次郎
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 高木 周作
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 古君 修
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内